

**HIGH TENSILE STRENGTH STEEL MATERIAL FOR WELDING, EXCELLENT IN TOUGHNESS IN WELD HEAT-AFFECTED ZONE, AND ITS MANUFACTURE**

**Publication number:** JP2000119797 (A)

**Publication date:** 2000-04-25

**Inventor(s):** HARA TAKUYA; UEMORI RYUJI; SAITO NAOIKI; TAMEHIRO HIROSHI +

**Applicant(s):** NIPPON STEEL CORP +

**Classification:**

- international: C21C7/00; C21C7/06; C22C38/00; C22C38/14; C22C38/58; C21C7/00; C21C7/06; C22C38/00; C22C38/14; C22C38/58; (IPC1-7): C21C7/00; C21C7/06; C22C38/00; C22C38/14; C22C38/58

- European:

**Application number:** JP19980289464 19981012

**Priority number(s):** JP19980289464 19981012

**Abstract of JP 2000119797 (A)**

**PROBLEM TO BE SOLVED:** To provide a steel material having high safety, which is excellent in toughness at low temperature in a weld heat-affected zone (HAZ) at large heat input welding of (2.5 to 100) kJ/mm and used for structures for shipbuilding, building, pressure vessel, line pipe, or the like and a stable manufacturing method of this steel material by mass production. **SOLUTION:** This high tensile strength steel material for welding, excellent in toughness in HAZ, has a composition containing, as principal components, 0.01-0.15% C, <=0.6% Si, 0.5-2.5% Mn, 0.005-0.025% Ti 0.0001-0.0050% Mg, and 0.0003-0.0020% B and also containing inevitable impurities. Further this steel material has a duplex phase structure where Mg oxides function as nucleation sites for sulfides or Ti nitrides.

Data supplied from the *espacenet* database — Worldwide

(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号【特開2000-119797】

特開2000-119797

(P2000-119797A)

(43) 公開日 平成12年4月25日 (2000.4.25)

(51) Int.Cl.<sup>7</sup> 識別記号

C 2 2 C 38/00

3 0 1

C 2 2 C

38/00

3 0 1 B 4 K 0 1 3

C 2 1 C 7/00

C 2 1 C

7/00

7/00

C 2 2 C 38/14

C 2 2 C

38/14

38/14

C 2 2 C 38/58

C 2 2 C

38/58

38/58

(21) 出願番号 特願平10-289464

(22) 出願日 平成10年10月12日 (1998.10.12)

(71) 出願人 000006655

新日本製鐵株式会社

東京都千代田区大手町2丁目6番3号

(72) 発明者 原規卓也

千葉県富津市新富20-1

新日本製鐵株式会社

(72) 発明者 植森龍治

千葉県富津市新富20-1

新日本製鐵株式会社

(74) 代理人 10007/517

弁理士 (石田 敬二 (外2名))

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 溶接熱影響部靱性に優れた溶接用高張力鋼材とその製造方法

(57) 【要約】

【課題】 本発明は、溶接熱影響部靱性に優れた溶接用高張力鋼材を提供する。

【解決手段】 C: 0.01~0.15%、Si: 0.06%以下、Mn: 0.5~2.5%、Ti: 0.005~0.025%、Mg: 0.0001~0.0050%、B: 0.0003~0.0020%を主成分とし、その他不可避の不純物からなり、Mg酸化物が、硫化物、或いはTi窒化物の核生成サイトとして機能する複相物構造を有するHAZ靱性に優れた溶接用高張力鋼材とその製造方法。

【課題】 本発明は、溶接熱影響部靱性に優れた溶接用高張力鋼材を提供する。

【解決手段】 C: 0.01~0.15%、Si: 0.06%以下、Mn: 0.5~2.5%、Ti: 0.005~0.025%、Mg: 0.0001~0.0050%、B: 0.0003~0.0020%を主成分とし、その他不可避の不純物からなり、Mg酸化物が、硫化物、或いはTi窒化物の核生成サイトとして機能する複相物構造を有するHAZ靱性に優れた溶接用高張力鋼材とその製造方法。

【課題】 本発明は、溶接熱影響部靱性に優れた溶接用高張力鋼材を提供する。

【解決手段】 C: 0.01~0.15%、Si: 0.06%以下、Mn: 0.5~2.5%、Ti: 0.005~0.025%、Mg: 0.0001~0.0050%、B: 0.0003~0.0020%を主成分とし、その他不可避の不純物からなり、Mg酸化物が、硫化物、或いはTi窒化物の核生成サイトとして機能する複相物構造を有するHAZ靱性に優れた溶接用高張力鋼材とその製造方法。



(3) 000-119797 (P2000-119797A)

はHAZが受ける熱履歴が大きく異なるために、大入熱溶接HAZ靱性向上技術がそのまま超大入熱溶接のHAZ靱性向上に適用できない場合が多く見られる。上述の大入熱溶接HAZ靱性向上技術を分類すると、主に二つの技術に大別できる。その一つは、鋼中粒子によるピン止め効果を利用したオーステナイト粒粗大化防止技術であり、他の一つはオーステナイト粒内フェライト変態利用による有効結晶粒微細化技術である。それらの技術を開示したものとして代表的な提案を以下に示すこととする。

【0004】先ず、鉄と鋼、第61年(1975)第11号、第68頁には、各種の鋼中窒化物・炭化物についてオーステナイト粒成長抑制効果を検討し、Tiを添加した鋼ではTiNの微細粒子が鋼中に生成し、大入熱溶接HAZにおけるオーステナイト粒成長を効果的に抑制する技術が開示されている。特開昭60-184663号公報には、鋼中に、Al:0.04~0.10%、Ti:0.002~0.02%、REM:0.003~0.05%を含有させ、REMの硫化物・酸化物形成を利用し、大入熱溶接時のHAZ部組織の粗大化を防止し、入熱:150kJ/cmの大入熱溶接でもHAZ靱性向上の技術が開示されている。また、特開昭60-245768号公報では、粒子径:0.1~3.0μm、粒子数:5×10<sup>3</sup>~1×10<sup>7</sup>個/mm<sup>3</sup>のTi酸化物、Ti酸化物・Ti窒化物との複合体のいずれかを含有する鋼では、入熱:150kJ/cmの大入熱溶接HAZ内でこれら粒子がフェライト変態核として作用することによりHAZ組織が微細化してHAZ靱性向上の技術が開示されている。特開平2-254118号公報では、Ti、Sを適量含有する鋼において大入熱溶接HAZ組織中にTiN、MnSの複合析出物を核として粒内フェライトが生成し、HAZ組織を微細化することによりHAZ靱性向上の技術が開示されている。特開昭61-253344号公報には、Al:0.005~0.008%、B:0.0003~0.0050%に加え、Ti、Ca、REMの少なくとも1種を0.03%以下含有する鋼が、大入熱溶接HAZで未溶解のREM・Ca酸化・硫化物或いはTiNを起点として冷却過程でBNを形成させ、ここからフェライトを生成させることにより大入熱HAZ靱性向上の技術が開示されている。更に、CAMP-ISIJ、Vol.3(1990)808頁には、Tiオキサイド鋼における粒内フェライト変態に及ぼすNの影響が、また、鉄と鋼第79年(1993)第10号には、Tiオキサイドを含む鋼における粒内フェライト変態に及ぼすBの影響が報告されている。また、特開平9-157787号公報には、Ti、Mgを含有する鋼で、粒子径:0.01~0.20μmのMg含有酸化物を40,000~100,000個/mm<sup>2</sup>含み、かつ粒子径:0.20~5.0μmのTi含有酸化物とMnSとからなる複合体を20~400個/mm<sup>2</sup>

として、γ粒成長抑制と粒内フェライト変態促進を図ることにより500kJ/cm以上の超大入熱溶接HAZ靱性に優れた高張力鋼を開示している。

【0005】【発明が解決しようとする課題】しかしながら、上述した技術にはそれぞれ以下に記すような問題点が指摘されている。まず、鉄と鋼、第61年(1975)第11号、第68頁で開示された技術ではTiNを始めとする窒化物を利用してオーステナイト粒成長を図るものであるが、大入熱溶接では効果が発揮されるも、超大入熱溶接では1350℃以上の滞留時間が長いために殆どのTiNが固溶し、粒成長効果が喪失するという欠点がある。特開昭60-184663号公報で開示された技術は、硫・酸化物は、窒化物に比べて1350℃以上の高温における安定性は高いために粒成長抑制効果は維持されるが、硫・酸化物を微細を微細に分散させることは困難である。この硫・酸化物は密度が低いために個々の粒子のピン止め効果は維持されるとしても超大入熱溶接HAZのオーステナイト粒径を小さくすることには限度があり、これだけで靱性向上を図ることはできない。特開昭60-245768号公報で開示された技術では、Ti酸化物の高温安定性を考慮すると超大入熱溶接においてもその効果は維持されるも、超大入熱溶接HAZではオーステナイト粒が粗大化する場合に粒内変態だけでHAZ組織を微細化することには限度がある。特開平2-254118号公報に開示された技術では、大入熱溶接のように1350℃以上の滞留時間が比較的に短い場合には効果を発揮するが、超大入熱溶接の場合で前述の温度以上での滞留時間が長い場合には、この間にTiNが固溶してしまうためにフェライト変態核が消失し、その効果が発揮できないという問題がある。特開昭61-253344号公報に開示された技術では、REM・Caの酸化・硫化物或いはTiN上にBNを形成させても、REM・Caの酸化・硫化物の個数を増加させることは困難な上に、TiNは固溶してフェライト生成核として作用せず、その効果が発揮できないという問題がある。更に、CAMP-ISIJ、Vol.3(1990)808頁、および鉄と鋼第79年(1993)第10号に開示された技術においても、HAZ靱性のレベルは必ずしも十分でなかった。【0006】更に、特開平9-157787号公報で開示された技術では、入熱が500kJ/cm以上のような超大入熱溶接の場合にだけ適用しており、500kJ/cm未満の溶接入熱の場合のHAZ靱性については言及されていないという問題がある。【0007】【発明を解決するための手段】本発明は、溶接熱影響部(HAZ)における低温靱性に優れた鋼材とその製造方法に関するもので、特に、アーク溶接、電子ビーム溶接、レーザー溶接等を行うに最適な大入熱溶接鋼材と7℃

(4) 000-119797 (P2000-119797A)

超大入熱溶接鋼材とその製造方法を提供するものである。ここで、上述の鋼材とは厚鋼板、熱延鋼板、形鋼、鋼管等を含めたものを指す。

【0008】本発明者らは、鋼材のHAZ靱性を向上させるために、化学成分（組成）とそのミクロ組織について研究（オキサイドメタラジー）を行い、新しい高HAZ靱性の鋼を開発した。このオキサイドメタラジーの研究は、酸化物の組成と分布を制御して硫化物、窒化物などの不均質核生成サイトとして作用させることにより、結晶粒の成長制御、粒内フェライト変態、マトリックスの清浄化などが可能となるばかりか、酸化物自体の組成を変えて、その変態能を目的とする鋼材特性に応じて制御することができる技術である。しかしながら、この実用化はこの分野で先駆的な役割を果たした厚板、条鋼、鋼管分野でも数がすくなく、その主たる技術が上述した先行技術に開示されたもので、1) Ti複合酸化物を核として生成する粒内変態フェライトを利用したHAZにおける低温靱性の改善技術（Ti脱酸鋼およびTi-Al複合脱酸鋼）と、2) 複合析出物：MnS+VNを核として生成する粒内変態フェライトによる熱処理時の靱性改善技術（熱間鍛造用非調質鋼）に過ぎない。また、これらの技術が実用化されてから久しいにも拘わらず、オキサイドメタラジーの研究は停滞気味で、その優れた概念を十分に生かすことができていない。

【0009】本発明者らは、上記問題を打破すべく更に研究を重ね、従来よりも更に有効な酸化物を多量・微細に分散させ、前述の目的に適う酸化物種の選定およびその分散技術について研究した結果、粒内変態フェライト密度の増加や生成能力の向上に加えて、再加熱時のオーステナイト粒の成長抑制（微細化）効果が期待できること、また、鋼材中に含まれる不純物元素、例えば、P、S、或いは水素トラップが可能な酸化物が発見できればマトリックスの清浄化や鏡面表面疵の防止などにも利用しうること、更に、適切な酸化物を高密度で分散することができれば、高温クリープ強度を改善することが可能であると期待しうるとの知見を得た。そして、このオキサイドメタラジーが完成すれば、鋼材製造プロセスでは溶鉄予備処理・製鋼工程での脱P・脱S処理や脱水素処理の簡省略、圧延工程での低温加熱、TCMPの軽減や成形加工での溶接時の予熱、熱処理の簡省略が可能となる。また、材料開発の面でも超大入熱溶接用鋼・HAZ靱性の優れた高強度ラインパイプ・予熱低減型高張力鋼など新しい鋼材の開発も期待しうるとの知見を得た。

【0010】本発明者らは、上述したような効果を有する酸化物種に関して探索的な検討を行ったところ、Mg酸化物が最も有望であるとの知見を得、Mgオキサイドメタラジーの研究を続行した。その結果、Mg酸化物（複合酸化物）は、強力な粒内フェライト変態生成能を有する他、再加熱時のオーステナイト粒の成長抑制（微

せもっていることも解明した。

【0011】本発明は、上述した研究の結果得られた成果であり、従来全く解明されていなかった新しいオキサイドメタラジー技術を発明した。その特徴は、低炭素ホウ素含有鋼にTiを添加した後にMgを添加し、かつO量を制御して鋼中にTiおよびMgを含有する複相物（この他、MnS、CuSなどの硫化物をも含む。）を微細に分散させ、Mg酸化物（複合酸化物）が強力な粒内フェライト変態生成能を有し、かつ再加熱時のオーステナイト粒の成長抑制（微細化）や不純物元素P、Sを固定することを特徴とするHAZ靱性に優れた溶接用高張力鋼材とその製造方法である。その具体的要旨は以下のとおりである。

【0012】(1) C: 0.01~0.15%、Si: 0.6%以下、Mn: 0.5~2.5%、Ti: 0.05~0.025%、Mg: 0.0001~0.0050%、B: 0.0003~0.0020%を主成分とし、その他不可避の不純物からなり、Mg酸化物が、硫化物或いはTi窒化物の核生成サイトとして機能する複相物構造を有することを特徴とするHAZ靱性に優れた溶接用高張力鋼材。

【0013】(2) C: 0.01~0.15%、Si: 0.6%以下、Mn: 0.5~2.5%、Ti: 0.05~0.025%、Mg: 0.0001~0.0050%、B: 0.0003~0.0020%を主成分とし、その他不可避の不純物からなり、MgおよびTiを含有する複相物が、Mg酸化物を主に含有する中心部と、Ti窒化物およびMn硫化物を主に含有する表層部からなる複相物構造を有することを特徴とするHAZ靱性に優れた溶接用高張力鋼材。

【0014】(3) 前記酸窒化物構造が、MgO核周囲に(Mg, Mn)SのMn欠乏層からなることを特徴とする前記(1)または(2)記載のHAZ靱性に優れた溶接用高張力鋼材。

(4) C: 0.01~0.15%、Si: 0.6%以下、Mn: 0.5~2.5%、P: 0.030%以下、S: 0.005%以下、Al: 0.010%以下、Ti: 0.005~0.025%、Mg: 0.0001~0.0050%、O: 0.001~0.004%、N: 0.001~0.006%、B: 0.0003~0.0020%を主成分とし、その他不可避の不純物からなり、粒径: 0.0001~数十 $\mu\text{m}$ のTiおよびMgを含有する複相物が40個/ $\text{mm}^2$ 以上分散している組織を有することを特徴とするHAZ靱性に優れた溶接用高張力鋼材。

【0015】(5) C: 0.01~0.15%、Si: 0.6%以下、Mn: 0.5~2.5%、Ti: 0.05~0.025%、Mg: 0.0001~0.0050%、B: 0.0003~0.0020%を主成分と

(5) 000-119797 (P2000-119797A)

含有する複相物が、Mg酸化物を主に含有する中心部と、Ti窒化物およびMn硫化物を主に含有する表層部からなる結晶構造を有し、前記TiおよびMgを含有する複相物の粒子径が $0.0001\mu\text{m}$ ～数十 $\mu\text{m}$ のTiおよびMgを含有する複相物で、かつ前記複相物の $1\mu\text{m}$ 程度の粒子径が $250$ 個/ $\text{mm}^2$ 以上、更に、前記複相物の $0.1\mu\text{m}$ 程度の粒子径が $1$ 個/ $\mu\text{m}^2$ 以上分散している組織を有することを特徴とするHAZ靱性に優れた溶接用高張力鋼材。

【0016】(6) 前記主成分に、Nb:  $0.005\sim0.10\%$ 、V:  $0.01\sim0.10\%$ 、Ni:  $0.05\sim2.0\%$ 、Cu:  $0.05\sim1.2\%$ 、Cr:  $0.05\sim1.0\%$ 、Mo:  $0.05\sim0.8\%$ の1種または2種以上を含有することを特徴とする前記(1)～(5)のいずれかの項に記載のHAZ靱性に優れた溶接用高張力鋼材。

【0017】(7) C:  $0.01\sim0.15\%$ 、Si:  $0.6\%$ 以下、Mn:  $0.5\sim2.5\%$ 、Ti:  $0.005\sim0.025\%$ 、Mg:  $0.0001\sim0.0050\%$ 、B:  $0.0003\sim0.0020\%$ を主成分とし、その他不可避的不純物からなる溶鋼の溶製時に、溶鋼中に脱酸剤として最初にTiを添加し、その後Mgを添加することを特徴とするHAZ靱性に優れた溶接用高張力鋼材の製造方法。

【0018】(8) C:  $0.01\sim0.15\%$ 、Si:  $0.6\%$ 以下、Mn:  $0.5\sim2.5\%$ 、Ti:  $0.005\sim0.025\%$ 、Mg:  $0.0001\sim0.0050\%$ 、B:  $0.0003\sim0.0020\%$ を主成分とし、その他不可避的不純物からなる溶鋼の溶製時に、溶鋼中に脱酸剤として最初にTiを添加後、 $2\sim30$ 分放置し、次いで、引き続きMgを添加し、更に $2\sim30$ 分放置してから鋳造を開始することを特徴とするHAZ靱性に優れた溶接用高張力鋼材の製造方法。

【0019】

【発明の実施の形態】本発明は、前述したように、酸化物としてMg酸化物に着眼し、これを鋼中に微細分散させることができれば、1) MgOはTi、NやVNと同様に $\alpha\text{-Fe}$ （フェライト）との整合性が良いことから粒内変態核としての利用価値が高いこと、2) 熱的に安定なMgOのピンニング効果により加熱オーステナイト粒径を微細にできること、等の観点から超大入熱溶接におけるHAZ靱性を著しく向上させることが可能になったものであり、特に、このことは、低炭素ホウ素含有鋼にTiを添加した後にMgを添加し、かつO量を制御して、鋼中にTiおよびMgを含有する複相物（この他に、MnS、CuSなどの硫化物をも含む。）を微細に分散させることである。なお、ここでいうTiおよびMgを含有する酸化物（この他に、MnS、CuSなどの硫化物をも含む。）とは鋼中に主としてTi酸化物、Mg酸化物、Ti-Mgの複合酸化物等の酸化物

その他の例えば、Mn、Si、Al、Zr等の酸化物或いは複合酸化物やTiNなどの窒化物、Mn、Cu、Ca、Mgなどの硫化物或いは複合硫化物を示す。

【0020】本発明において、低炭素ホウ素含有鋼中で微細に分散したTi-Mg複合酸化物は、1) 粗大化したオーステナイト粒内における微細な粒内フェライトの生成、および/或いは、2) オーステナイト粒の粗大化を抑制して、HAZ組織を微細化し、HAZ特性を大幅に改善することを明らかにした。しかも、3) 硬さが $250\text{HV}$ 以下、入熱が $5\text{kJ/mm}$ 以下で、かつMg量が $0.0010\%$ 以下の場合にその効果が現れ、4) 硬さが $250\text{HV}$ 以上、入熱が $5\text{kJ/mm}$ 以下或いは $5\text{kJ/mm}$ 以上で、かつMg量が $0.0010\%$ を超える場合にその効果が現れることが判明した。これらの理由を本発明者らは以下のように考えている。すなわち、HAZ硬さが $250\text{HV}$ 以下で、かつ入熱が $5\text{kJ/mm}$ 以下と低い場合には、溶接後の冷却速度が速いためにオーステナイト粒径は $50\sim200\mu\text{m}$ と一定である。従って、酸化物は粒内フェライト生成を促進させる働きがある。ここで、Mg量が $0.0010\%$ を超えるとMnSの生成が起こりにくくなるのでMnSの生成が抑制され、粒内変態の効果が弱まる。従って、Mg量は $0.0010\%$ 以下にする必要がある。一方、HAZ硬さが $250\text{HV}$ 以上で、かつ入熱が $5\text{kJ/mm}$ 以下になるとオーステナイト粒径は殆ど一定であるが、Bを含有するために粒内の組織が焼き入れ性の高い組織、すなわち下部ベイナイト組織になるためにHAZ靱性が向上する。また、 $5\text{kJ/mm}$ 以上では、オーステナイト粒径が粗大化するためにMg酸化物をピンニング粒子に使用する。その際、Mg酸化物を微細に分散させるためにMgは $0.0010\%$ 以上必要である。

【0021】また、上述した場合において、Ti-Mgの複合酸化物のサイズと密度が重要な鍵となる。ただし、Mg量が多い場合には、TiとMgの複合酸化物以外にMg単独酸化物が存在するケースがあるし、また、Mg量は少ない場合には、TiとMgの複合酸化物以外にTi単独の酸化物が存在するケースがある。しかし、TiとMgの単独および複合酸化物のサイズが $0.001\sim5\mu\text{m}$ である場合には、これら複合酸化物が微細に分散しているのでHAZ靱性には問題がない。

【0022】この複合酸化物は、Ti単独添加時に生成するTi酸化物に比べて、より多量・微細に分散しており、前記1)・2)に対する効果よりも大きいことが分かった。しかし、このような効果を得るためには、Mg酸化物が、硫化物或いはTi窒化物の核生成サイトとして機能する結晶構造、すなわち、MgおよびTiを含有する複相物が、Mg酸化物を主に含有する中心部と、Ti窒化物およびMn硫化物を主に含有する表層部からなる結晶構造であり、前記結晶構造が、MgO核周囲に（Mn、Cu、Ca、Zr等の酸化物やTiNなどの窒化物、Mn、Cu、Ca、Mgなどの硫化物或いは複合硫化物を示す。）を有する構造であることが好ましい。

(6) 000-119797 (P2000-119797A)

要がある。すなわち、本発明における酸化物の形態は、中心部にMg、Tiを含有し、表層部にはTi窒化物およびMn硫化物が存在する酸化物である。その粒子径は、 $0.0001\mu\text{m}$ ～数十 $\mu\text{m}$ であり、それらの密度はMgを含有する $1\mu\text{m}$ 程度の粒子径が250個/ $\text{mm}^2$ 以上で、かつMgを含有する $0.1\mu\text{m}$ 程度の粒子径が1個/ $\mu\text{m}^2$ 以上である必要がある。

【0023】そのためには、鋼中に含有されるTi、Mg量が非常に重要になり、Ti、Mg量をそれぞれ0.005～0.025%、0.0001～0.0050%の範囲に限定する必要がある。これらの下限は、複合酸化物を多量・微細に分散させるための最小量であり、TiはO、N量にもよるが、HAZでのTiC生成による低温靱性を劣化するため、その上限は0.025%としなければならない。また、Mg量は多量に酸化物を分散させるには製鋼上非常に困難を要するので、その上限を0.0050%としなければならない。Mg量の好ましい範囲は、0.0001～0.0030%である。

【0024】TiとMgの複合Mg酸化物の大きさが $0.001\mu\text{m}$ 未満では酸化物が小さすぎてオーステナイト粒粗大化抑制効果、或いは粒内フェライト生成の効果がなく、 $5.0\mu\text{m}$ を超える大きさでは酸化物が大きすぎるために、同様にオーステナイト粒粗大化抑制効果、或いは粒内フェライト生成の効果がなくなる。このオーステナイト粒粗大化抑制効果のある酸化物は、 $0.01\mu\text{m}$ 程度のMg酸化物の周りに $0.1\mu\text{m}$ のTiの窒化物が存在しているものである。従って、 $0.1\mu\text{m}$ のMg酸化物とTi窒化物が、この大きさと微細分散していることが好ましい。また、中心部のMg酸化物は、融点が極めて高いために溶接温度においても粒子が消失せず、粒子の分布が損なわれることがない。

【0025】前述したような複相物構造を有する介在物の生成は、脱酸条件と密接に関係している。脱酸元素の順序は弱脱酸から強脱酸の順序で脱酸が行われる必要がある。すなわち、最初がSiおよびMn脱酸の状態、次にTi脱酸を行う。次いで、酸化物としてTi酸化物がかなり存在した状態でMg脱酸を行う。この時、Mg量にもよるがTi酸化物がMg酸化物になり、Ti酸化物が還元されてTiNに変わる。Mg量が少ない場合には、Ti酸化物が多く、Mg酸化物は少なくなり、Mg量が多い場合には、Mg酸化物或いはMgとTiの酸化物になる。ここで重要なことは、Alを添加しないことである。Alが添加されると、酸化物の凝集粗大化が起こり、微細な酸化物の分散が起こりにくくなるためであり、本発明においては基本的にAlを添加しないことを必須の要件とする。

【0026】次に、本発明による溶接用高張力鋼材を得るための製造方法について述べる。特に、本発明による溶接用高張力鋼材を得るための製造方法としては、この

5%、Si:0.6%以下、Mn:0.5～2.5%、Ti:0.005～0.025%、Mg:0.0001～0.0050%、B:0.0003～0.0020%を主成分とし、その他不可避的不純物からなる溶鋼を出発材とすることが一つの特徴であり、次の重要な特徴としては、前記組成を有する溶鋼溶製時に、溶鋼中に脱酸剤として最初にTiを添加後、2～30分放置し、好ましくは3～10分放置し、次いで、引き続きMgを添加し、更に2～30分放置、好ましくは3～10分放置、してから鑄造を開始することである。鑄造の開始温度は $1570^{\circ}\text{C}$ 近傍が好ましいと考えられる。

【0027】このような鑄造条件を採用することにより、Tiを添加する前はSiとMnの酸化物が形成されていたものが、Tiを添加後、2～30分放置し、好ましくは3～10分放置することによりSi、MnとTiの酸化物(SiとMnの量は還元されて少なくなる)と、Tiの酸化物となり、更にMgを添加後、2～30分放置し、好ましくは3～10分放置することによりSi、Mn、Ti、Mgの酸化物(Si、Mn、Tiの量は還元されて少なくなる)が形成され、そしてTiとMgの酸化物(Tiの量は還元されて少なくなる)と、Mgの酸化物が形成される。一方、前述のような放置時間がない場合には、Ti或いはMgの酸化物形成の時間的余裕がない状態で反応が開始され、親和力の関係からTi或いはMgが有効に機能せずそれぞれ単体で存在することになり、添加の意義が薄れてくると考えられる。

【0028】更に、ピンニングについて説明すると、微細なTiNは、通常転位上に析出するために、鑄造された鋼片の凝固時には析出することは少なく、その後のスラブ加熱の昇温時・保熱時・圧延時、或いは冷却中に微細TiNが析出する。一方、TiN+MgOは熱的に安定であること、MgOとTiNは格子定数がよくあっていることから、MgOにTiNが優先析出するものと考えられる。

【0029】一方、粒内フェライト生成に効果のある酸化物はMg及びTiの酸化物のまわりにTiの窒化物或いはMnの硫化物が存在するものである。その大きさは $0.3\sim3.0\mu\text{m}$ 程度のもので、これらの大きさの粒子が微細分散しているものが好ましい。粒子の形態はTiNを主とするTi窒化物が表層にあり、その格子定数( $0.4242\text{nm}$ )がフェライトとの $[110]$ の長さ $0.4054\text{nm}$ に極めて近いためにフェライト生成核としての有効性が高い。またMnSを主とする硫化物も表層にありMn欠乏層の存在により、フェライト生成が容易になる。

【0030】またTi、Mg複合酸化物の密度は、粒内変態生成の場合に必要な。その個数は40個/ $\text{mm}^2$ 未満では酸化物分散の数が少なくオーステナイト粒粗



(7) 000-119797 (P2000-119797A)

mm<sup>2</sup> 以上必要である。粒内変態生成に有効なMg及びTiの酸化物の密度はCMA測定法により25.0個/mm<sup>2</sup> 以上あることが好ましい。この場合の密度のCMA測定法は0.5mm×0.5mmの面積を1μmのビーム径を用いてCMAにより測定したものである。

【0031】またオーステナイト粒粗大化抑制に効果のあるMg酸化物+Ti窒化物は0.1μm程度と非常に微細なためにCMAでは測定不可能である。またZenerの関係からピンギングは酸化物の半径と体積分率で決まってくるので、密度の概念を導入することは難しい。従ってここでは酸化物の組成がMg酸化物とTi窒化物で、Mg量が最低0.0005%以上あれば可とする。

【0032】さらに、微細なTi-Mg酸化物を多量に得るためには、O量の限定が重要である。O量が少な過ぎると、多量に複合酸化物が得られず、多過ぎると鋼の清浄度の劣化がする。このため、O量を0.001~0.004%に限定した。以下に成分元素の限定理由について説明する。C量は0.01~0.15%に限定する。炭素は鋼の強度向上に極めて有効な元素であり、結晶粒の微細化効果の発現のために最低0.01%は必要である。しかしC量が多過ぎると母材、HAZの低温靱性の著しい劣化を招くので、その上限を0.15%とした。

【0033】Siは、脱酸や強度向上のため添加する元素であるが、多く添加するとHAZ靱性を著しく劣化させるので、上限を0.6%とした。鋼の脱酸はTiあるいはMgでも十分可能であり、Siは必ずしも添加する必要はない。Mnは、強度・低温靱性バランスを確保する上で不可欠な元素であり、その下限は0.5%である。しかしMn量が多過ぎると鋼の焼入性が増加してHAZ靱性を劣化させるだけでなく、連続鋳造片（鱗片）の中心偏析を助長し、母材の低温靱性をも劣化させるので上限を2.5%とした。

【0034】Ti添加は、微細なTiNを形成し、スラブ再加熱時および溶接HAZのオーステナイト粒の粗大化を抑制してミクロ組織を微細化し、母材およびHAZの低温靱性を改善する。またAl量が少ないとき（たとえば0.010%以下）、Tiは酸化物を形成し、TiNの優先核としてHAZの粒内フェライト生成核として作用し、HAZ組織内を微細化する効果も有する。このようなTi添加効果を発現させるには、最低0.005%のTi添加が必要である。しかしTi量が多過ぎると、TiNの粗大化やTiCによる析出硬化が生じ、低温靱性を劣化させるので、その上限を0.025%に限定した。

【0035】Mgは、強脱酸元素であり、酸素と結合して微細な酸化物（微量のTiなどを含んだ複合酸化物）を形成する。鋼中に微細分散したMg酸化物はTiNに比べて高温でも安定であり、HAZ全域のγ粒の粗大化を抑制する効果がある。粗大化したオーステナイト粒内

における微細な粒内フェライトが生成し、HAZ靱性を改善する。このためにはMgは最低0.0001%必要である。しかしMg量を多量に鋼の中に入れることは製鋼上非常に難しいので、その上限は0.0050%とした。好ましいMg量は0.0001%から0.0030%である。

【0036】なおO量については、Ti-Mg添加時に微細酸化物を十分に得るために、強脱酸元素Alの量を極力低下し、0.001~0.004%に制御することが有効である。Nは、TiNを形成しスラブ再加熱時および溶接HAZのオーステナイト粒の粗大化を抑制して母材、HAZの低温靱性を向上させる。このために必要な最小量は0.001%である。しかしN量が多過ぎるとスラブ表面紙や固溶NによるHAZ靱性の劣化の原因となるので、その上限は0.006%に抑える必要がある。

【0037】Bは、極微量で鋼の焼き入れ性を飛躍的に高め、上部ベイナイトの生成を抑制し、下部ベイナイト主体の組織を得るために、極めて有効な元素である。1%Mnに相当する効果がある。さらに、BはMoの焼き入れ性向上効果を高めるとともにNbと共存して相乗的に焼入れ性を増す。このような効果を得るためには、Bは最低でも0.0003%が必要である。一方過剰に添加すると低温靱性を劣化させるだけでなく、かえってBの焼き入れ性向上効果を消失せしめることもあるのでその上限を0.0020%とした。

【0038】さらに本発明では、不純物元素であるP、S量をそれぞれ0.030%以下、0.005%以下とする。この主たる理由は母材およびHAZの低温靱性をより一層向上させるためである。P量の低減は鱗片の中心偏析を軽減するとともに、粒界破壊を防止して低温靱性を向上させる。またS量の低減は制御圧延で延伸化したMnSを低減して延靱性を向上させる効果がある。

【0039】つぎにNb、V、Ni、Cu、CrおよびMoを添加する目的について説明する。基本となる成分にさらにこれらの元素を添加する主たる目的は本発明鋼の優れた特徴を損なうことなく、強度・低温靱性、HAZ靱性などの特性の一層の向上や製造可能な鋼材サイズの拡大をはかるためである。したがって、その添加量は自ら制限されるべき性質のものである。

【0040】Nbは、Moと共存して制御圧延時にオーステナイトの再結晶を抑制して結晶粒を微細化するだけでなく、析出硬化や焼入性増大にも寄与し、鋼を強靱化する作用を有する。Nbは最低0.005%以上必要である。しかしNb添加量が多過ぎると、HAZ靱性に悪影響をもたらすので、その上限を0.10%とした。Vは、ほぼNbと同様の効果を有するが、その効果はNbに比較して弱いと考えられていた。最低0.01%のV添加が必須であり、Vの上限はHAZ靱性の点から0.10%まで許容できる。Niを添加する目的は強度や低



(8) 000-119797 (P2000-119797A)

温靱性を向上させるためである。Ni添加は、MnやCr、Mo添加に比較して圧延組織（とくに鋳片の中心偏析帯）中に低温靱性に有害な硬化組織を形成することが少ないだけでなく、微量のNi添加がHAZ靱性の改善にも有効であることが判明した（HAZ靱性上、特に有効なNi添加量は0.3%以上である）。しかし添加量が多過ぎると、HAZ靱性を劣化させるばかりでなく、経済性をも損なわれるので、その上限を2.0%とした。またNi添加は連続鍛造時、熱間圧延時におけるCuクラックの防止にも有効である。この場合、NiはCu量の1/3以上添加する必要がある。

【0041】Cuは、Niとほぼ同様な効果をもつとともに、耐食性、耐水素誘起割れ特性の向上にも効果がある。また約0.5%以上のCu添加は析出硬化によって強度を大幅に増加させる。しかし過剰に添加すると、析出硬化により母材、HAZの靱性低下や熱間圧延時にCuクラックが生じるので、その上限を1.2%とした。

【0042】Crは、母材、溶接部の強度を増加させるが、多過ぎるとHAZ靱性を著しく劣化させる。このためCr量の上限は1.0%である。Moは、Nbと共存して制御圧延時にオーステナイトの再結晶を強力に抑制し、オーステナイト組織の微細化にも効果がある。しかし過剰なMo添加はHAZ靱性を劣化させるので、その上限を0.80%とした。

【0043】Ni、Cu、CrおよびMo量の下限0.05%は、それぞれの元素添加による材質上の効果が顕著になる最小量である。次に脱酸の順序について説明する。脱酸元素の順番は弱脱酸から強脱酸の順序で添加しなければならない。すなわち最初はSi脱酸の状態次にTi脱酸を行う。この時酸化物はTi酸化物がかなり存在する。次にMg脱酸を行う。このときMg量にも依るがTi酸化物がMg酸化物になりTi酸化物が還元されてTiNにかわる。Mg量が少ない場合はTi酸化物が多く、Mg酸化物は少ない。逆にMg量が多い場合にはMg酸化物あるいはMgとTiの酸化物になる。

【0044】ここで注意しなければならないことはAlを添加しないことである。Alを添加すると酸化物の凝集粗大化が起こり微細な酸化物の分散が起こりにくくなる。従って、この系では基本的にはAlを添加しない鋼である。ただし、Alは不可避免的に混入するが、0.015%以下であれば酸化物の凝集粗大化の問題はない。

【0045】つぎにTiとMgの複合酸化物のサイズと個数について説明する。TiとMgの複合Mg酸化物の大きさが0.001 $\mu$ m未満では酸化物が小さすぎてオーステナイト粒粗大化抑制効果あるいは粒内フェライト生成の効果がなく、5.0 $\mu$ mを超えた大きさでは酸化物が大きすぎるためにこれまたオーステナイト粒粗大化抑制効果あるいは粒内フェライト生成の効果なくなる。

酸化物は0.01 $\mu$ m程度のMg酸化物のまわりに0.1 $\mu$ mのTiの窒化物が存在しているものである。従って0.1 $\mu$ m程度のMg酸化物とTi窒化物であり、この大きさの酸化物が微細分散しているのが好ましい。中心部のMg酸化物は融点が極めて高いために溶接温度においても粒子が消失せず、粒子の分布が損なわれることがない。

【0047】一方、粒内フェライト生成に効果のある酸化物はMg及びTiの酸化物のまわりにTiの窒化物あるいはMnの硫化物が存在するものである。その大きさは0.3~3.0 $\mu$ m程度のもので、これらの大きさの粒子が微細分散しているものが好ましい。粒子の形態はTiNを主とするTi窒化物が表層にあり、その格子定数がフェライトと極めて近いためにフェライト生成核としての有効性が高い。またMnSを主とする硫化物も表層にありMn欠乏層の存在により、フェライト生成が容易になる。

【0048】またTi、Mg複合酸化物の密度は、粒内変態生成の場合に必要な。その個数は40個/mm<sup>2</sup>未満では酸化物分散の数が少なくオーステナイト粒粗大化抑制効果あるいは粒内変態に効かないので40個/mm<sup>2</sup>以上必要である。粒内変態生成に有効なMg及びTiの酸化物の密度はCMA測定法により250個/mm<sup>2</sup>以上あることが好ましい。この場合の密度のCMA測定法は0.5mm×0.5mmの面積を1 $\mu$ mのビーム径を用いてCMAにより測定したものである。

【0049】またオーステナイト粒粗大化抑制に効果のあるMg酸化物+Ti窒化物は0.1 $\mu$ m程度と非常に微細なためにCMAでは測定不可能である。またZenerの関係からピンニングは酸化物の半径と体積分率で決まってくるので、密度の概念を導入することは難しい。従ってここでは酸化物の組成がMg酸化物とTi窒化物で、Mg量が最低0.0005%以上あれば可とする。

【0050】Mg添加素材については純金属MgあるいはMg合金を用いても良い。

【0051】

【実施例】つぎに本発明の実施例について述べる。

<実施例1>実験室溶解（50kg、120mm厚鋼塊）で種々の鋼成分の鋼塊を製造した。これらの鋼塊を種々の条件で厚みが13~30mmの鋼板に圧延し、諸機械的性質を調査した。鋼板の機械的性質（降伏強さYS、引張強さTS、シャルピー衝撃試験の-20℃での吸収エネルギー $vE_{-20}$ と50%破面遷移温度 $vTrs$ ）は圧延と直角方向で調査した。HAZ靱性（シャルピー衝撃試験の-20℃での吸収エネルギー $vE_{-20}$ ）は再現熱サイクル装置で再現したHAZで評価した（最高加熱温度：1400℃、800~500℃の冷却時間 $[\Delta t_{800-500}]$ ：28秒）。Ti、Mg複合酸化物の大きさ、数はCMA分析を行い、調査した。

【0052】実施例を重複して示す。本発明の実施例は、

(9) 000-119797 (P2000-119797A)

製造した鋼板は $-20^{\circ}\text{C}$ でのHAZのシャルピー吸収エネルギーが $150\text{J}$ を越え、優れたHAZ靱性を有する。これに対して比較鋼は化学成分またはTi、Mg複合酸化物の大きさ、密度が不適切なため、 $-20^{\circ}\text{C}$ でのHAZのシャルピー吸収エネルギーが著しく劣る。鋼15はO量が少ないためにMg、Ti複合酸化物の密度が少ないのでHAZのシャルピー吸収エネルギーが低い。鋼16はAl量が多すぎるためにMg、Ti複合酸化物の密度がほとんどなく、HAZのシャルピー吸収エネルギーが低い。鋼17はTi量が少なすぎるために、HAZのシャルピー吸収エネルギーが低い。鋼18はTi量が多いためにHAZのシャルピー吸収エネルギーが若干低い。鋼19はO量が多いためにMg、Ti複合酸化物の粒径が大きく、 $0.001\sim 5\mu\text{m}$ でのTiとMgの酸化物の密度が少なく、HAZのシャルピー吸収エネルギーが低い。鋼20はMg添加がないためHAZのシャルピー吸収エネルギーが若干低い。

＜実施例2＞転炉でTi、Mg以外の合金元素を添加する。TiおよびMgの添加は2次精練で行う。Tiを添加した15分後に金属MgあるいはMg合金を溶鋼中に吹き込む。さらに20分後連続鋳造を行い、スラブにす

る。スラブを例えば $1150^{\circ}\text{C}$ に加熱し、中心部が $1150^{\circ}\text{C}$ に到達した60分後にスラブを抽出し、直ちに例えば $100\text{mm}$ まで粗圧延、 $20\text{mm}$ まで仕上げ圧延を行う。その後水冷し、水冷停止温度を例えば $400^{\circ}\text{C}$ にし、厚鋼板の製造を終える。この厚鋼板を造管し、内外面溶接を行う。この時の入熱は例えば $20\text{mm}$ の場合では $3.5\text{kJ}/\text{cm}$ である。その後拡管を行い、UOE鋼管とした。

【0053】

【発明の効果】以上のべたように、本発明はTiとMgを適切な量添加してTi、Mgの酸化物を形成させ、しかもMgを含有する $1\mu\text{m}$ 程度の粒子径で粒内変態を促進させ、またMgを含有する $0.1\mu\text{m}$ 程度の粒子径で結晶粒を微細化してHAZ靱性を向上させ、 $2.5\sim 100\text{kJ}/\text{mm}$ の大入熱溶接における溶接熱影響部(HAZ)における低温靱性に優れた造船、建築、压力容器、ラインパイプなど構造物に使用する安全性の高い鋼材が安定して大量に製造することが可能となった。

【0054】

【表1】

表 1

|                       |    | 供試鋼の化学成分 (wt%, *ppm) |      |      |     |    |       |       |    |    |    |     |                                     |  |  |
|-----------------------|----|----------------------|------|------|-----|----|-------|-------|----|----|----|-----|-------------------------------------|--|--|
| 区分                    | 鋼  | C                    | Si   | Mn   | P*  | S* | Ti    | Al    | B* | N* | O* | Mg* | その他                                 |  |  |
| 本<br>発<br>明<br>の<br>鋼 | 1  | 0.07                 | 0.08 | 1.96 | 100 | 10 | 0.012 | 0.002 | 9  | 32 | 31 | 11  | Ni:0.40, Cr:0.30, Mo:0.40, Nb:0.03  |  |  |
|                       | 2  | 0.08                 | 0.15 | 1.85 | 80  | 15 | 0.015 | 0.004 | 8  | 35 | 41 | 14  | Ni:0.40, Cr:0.25, Nb:0.030          |  |  |
|                       | 3  | 0.06                 | 0.20 | 1.85 | 90  | 8  | 0.024 | 0.003 | 10 | 33 | 33 | 16  | Cr:0.85, Cu:1.00, Ni:0.35, Nb:0.03  |  |  |
|                       | 4  | 0.07                 | 0.18 | 1.82 | 80  | 7  | 0.018 | 0.002 | 9  | 30 | 42 | 8   | Mo:0.40, Cu:0.99, Ni:0.35, Nb:0.03  |  |  |
|                       | 5  | 0.05                 | 0.07 | 1.82 | 100 | 9  | 0.020 | 0.003 | 7  | 31 | 40 | 5   | Ni:0.45, Cu:1.03                    |  |  |
|                       | 6  | 0.08                 | 0.05 | 1.92 | 80  | 11 | 0.018 | 0.002 | 11 | 32 | 32 | 4   | V:0.061, Mo:0.40, Cu:0.96, Nb:0.03  |  |  |
|                       | 7  | 0.09                 | 0.15 | 1.85 | 60  | 10 | 0.019 | 0.002 | 7  | 30 | 33 | 10  | Ni:0.40, V:0.060, Cu:0.99, Nb:0.03  |  |  |
|                       | 8  | 0.08                 | 0.18 | 1.95 | 70  | 16 | 0.015 | 0.005 | 8  | 34 | 40 | 13  | V:0.055, Cu:0.10, Ni:0.35, Nb:0.03  |  |  |
|                       | 9  | 0.06                 | 0.20 | 1.71 | 60  | 18 | 0.018 | 0.004 | 10 | 36 | 36 | 7   | Ni:0.40, Cu:0.90, Nb:0.03           |  |  |
|                       | 10 | 0.08                 | 0.15 | 1.84 | 70  | 15 | 0.016 | 0.002 | 8  | 30 | 30 | 8   | Mo:0.42, Cu:0.99, Ni:0.35           |  |  |
|                       | 11 | 0.06                 | 0.16 | 2.00 | 150 | 16 | 0.017 | 0.002 | 9  | 32 | 39 | 6   | Cr:0.45, Cu:0.98, Ni:0.35           |  |  |
|                       | 12 | 0.07                 | 0.09 | 1.75 | 50  | 10 | 0.015 | 0.005 | 10 | 30 | 48 | 9   | Ni:0.35, Cu:0.85                    |  |  |
|                       | 13 | 0.07                 | 0.07 | 1.96 | 60  | 8  | 0.020 | 0.002 | 11 | 30 | 40 | 10  | Mo:0.40, Cr:0.30, Ni:0.36           |  |  |
|                       | 14 | 0.07                 | 0.08 | 1.87 | 90  | 9  | 0.018 | 0.003 | 13 | 30 | 38 | 8   | Ni:0.40, Mo:0.40, Cu:1.01, Nb:0.03  |  |  |
| 比<br>較<br>鋼           | 15 | 0.08                 | 0.08 | 1.80 | 55  | 15 | 0.014 | 0.001 | 9  | 40 | 9  | 12  | V:0.060, Cr:0.30, Ni:0.35, Nb:0.036 |  |  |
|                       | 16 | 0.07                 | 0.01 | 1.85 | 60  | 10 | 0.015 | 0.020 | 9  | 35 | 30 | 10  | Cr:0.30, V:0.060, Nb:0.030          |  |  |
|                       | 17 | 0.07                 | 0.10 | 1.85 | 50  | 10 | 0.001 | 0.005 | 8  | 30 | 30 | 12  | Ni:0.35, Nb:0.035                   |  |  |
|                       | 18 | 0.08                 | 0.15 | 1.90 | 50  | 9  | 0.030 | 0.004 | 7  | 32 | 31 | 8   | Mo:0.42, Nb:0.031                   |  |  |
|                       | 19 | 0.08                 | 0.20 | 1.86 | 50  | 7  | 0.014 | 0.004 | 8  | 34 | 30 | 6   | Cu:0.44, Nb:0.038                   |  |  |
|                       | 20 | 0.08                 | 0.15 | 1.86 | 50  | 15 | 0.015 | 0.004 | 6  | 30 | 32 | 0   | Cr:0.30, Nb:0.034                   |  |  |

【0055】

【表2】

(株) 000-119797 (P2000-119797A)

表 1 (つづき)

| 区分               | 鋼   | Ag-Ti複合酸化物       | 母材の機械的性質 |         |          |          | HAZ 靱性   | γ 粒径 | 硬さ       |
|------------------|-----|------------------|----------|---------|----------|----------|----------|------|----------|
|                  |     | 密度(0.001-5.0 μm) | YS(MPa)  | TS(MPa) | vE-40(J) | vTrs (℃) | vE-20(J) | (μm) | Hv(10kg) |
| 本<br>発<br>明<br>鋼 | 1.  | 350              | 850      | 1000    | 280      | -120     | 210      | 120  | 280      |
|                  | 2.  | 380              | 850      | 950     | 280      | -100     | 195      | 130  | 285      |
|                  | 3.  | 240              | 810      | 950     | 290      | -90      | 200      | 140  | 290      |
|                  | 4.  | 270              | 796      | 902     | 295      | -85      | 210      | 100  | 300      |
|                  | 5.  | 250              | 851      | 970     | 285      | -90      | 205      | 110  | 270      |
|                  | 6.  | 300              | 852      | 953     | 275      | -100     | 195      | 150  | 300      |
|                  | 7.  | 350              | 876      | 982     | 285      | -100     | 185      | 100  | 280      |
|                  | 8.  | 410              | 796      | 940     | 305      | -100     | 205      | 110  | 275      |
|                  | 9.  | 280              | 857      | 958     | 270      | -100     | 195      | 130  | 285      |
|                  | 10. | 380              | 856      | 963     | 285      | -90      | 185      | 120  | 300      |
|                  | 11. | 450              | 897      | 977     | 300      | -80      | 200      | 110  | 280      |
|                  | 12. | 400              | 840      | 973     | 315      | -110     | 210      | 100  | 290      |
|                  | 13. | 310              | 791      | 902     | 295      | -90      | 220      | 150  | 270      |
|                  | 14. | 390              | 810      | 921     | 285      | -80      | 215      | 120  | 289      |
| 比<br>較<br>鋼      | 15. | 31               | 754      | 926     | 280      | -80      | 50       | 120  | 265      |
|                  | 16. | 10               | 789      | 956     | 256      | -90      | 40       | 115  | 270      |
|                  | 17. | 150              | 882      | 920     | 200      | -75      | 35       | 150  | 275      |
|                  | 18. | 210              | 716      | 935     | 180      | -70      | 40       | 130  | 270      |
|                  | 19. | 35               | 725      | 938     | 250      | -80      | 45       | 140  | 286      |
|                  | 20. | 120              | 759      | 951     | 240      | -75      | 50       | 140  | 294      |

フロントページの続き

(72)発明者 斎藤 直樹  
千葉県富津市新富20-1 新日本製鐵株式  
会社技術開発本部内

(72)発明者 為広 博  
千葉県富津市新富20-1 新日本製鐵株式  
会社技術開発本部内

R ターム(参考) 4K013 BA14 DA03 DA08 DA09 EA18